

[MENU](#)[SEARCH](#)[INDEX](#)[DETAIL](#)[JAPANESE](#)

/ 1

---

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-328625

(43)Date of publication of  
application : 30.11.1999

---

51)Int.Cl. G11B 5/39

---

21)Application number : 10-223652

(71) TDK CORP  
Applicant :

22)Date of filing : 23.07.1998

(72)Inventor : SANO MASASHI  
TSUCHIYA YOSHIHIRO  
ARAKI SATORU

---

30)Priority

Priority number : 10 80409      Priority date : 12.03.1998      Priority country : JP

---

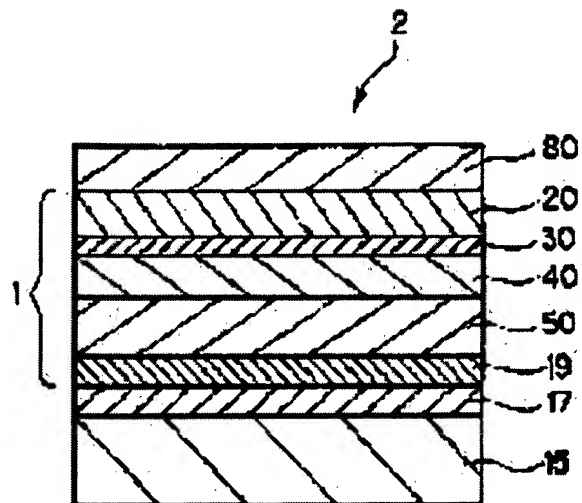
54) MAGNETORESISTANCE EFFECT FILM AND MAGNETORESISTANCE EFFECT  
HEAD

BEST AVAILABLE COPY

## 57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a magnetoresistance effect film and a magnetoresistance effect head which can lower a ordering temperature of an antiferromagnetic layer and generate bonding with exchange as low a heat treatment temperature (e.g. 250° C or lower) as possible so as not to adversely affect the pin valve film characteristics (e.g. MR ratio).

**SOLUTION:** In a magnetoresistance effect film 2 of a pin valve type, a face of an antiferromagnetic layer 50 opposite to a face in touch with a ferromagnetic layer 40 is provided with an antiferromagnetization promote layer 19. The antiferromagnetic layer 50 is formed of a compound containing Mn and having an ordered crystal structure of a CuAu-I type. In order to generate bonding with exchange interaction with the ferromagnetic layer 40, the antiferromagnetic layer is given a characteristic that requires a heat treatment. Moreover, the antiferromagnetic layer 50 after the heat treatment is orientated in a (111) crystal orientation face. The ratio  $L_p/L_a$  of the lattice constant  $L_p$  within a closest-packed face of the antiferromagnetization promote layer 19 to the lattice constant  $L_a$  within the (111) crystal orientation face of the antiferromagnetic layer 50 is in a range of 0.9-1.1.



## LEGAL STATUS

Date of request for examination] 06.10.1998

Date of sending the examiner's decision of rejection]

Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

Date of final disposal for application]

Patent number] 2925542

Date of registration] 07.05.1999

Number of appeal against examiner's decision of rejection]

Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

Date of extinction of right]

特開平11-328625

(43)公開日 平成11年(1999)11月30日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

G 1 1 B 5/39

識別記号

F I

G 1 1 B 5/39

審査請求 有 請求項の数16 F D (全 20 頁)

(21)出願番号 特願平10-223652

(22)出願日 平成10年(1998)7月23日

(31)優先権主張番号 特願平10-80409

(32)優先日 平10(1998)3月12日

(33)優先権主張国 日本 (J P)

(71)出願人 000003067

ティーディーケイ株式会社

東京都中央区日本橋1丁目13番1号

(72)発明者 佐野 正志

東京都中央区日本橋一丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

(72)発明者 土屋 芳弘

東京都中央区日本橋一丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

(72)発明者 荒木 悟

東京都中央区日本橋一丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

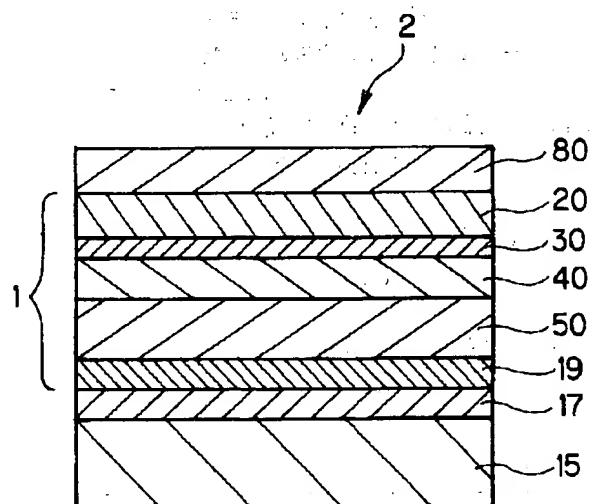
(74)代理人 弁理士 皿田 秀夫 (外1名)

(54)【発明の名称】 磁気抵抗効果膜および磁気抵抗効果型ヘッド

(57)【要約】

【課題】 反強磁性層の規則化温度を低下せしめ、スピントラル膜特性（例えば、MR変化率(MR Ratio)）に悪影響を及ぼさないようできるだけ低い熱処理温度（例えば250℃以下）で、交換結合を生じさせることができる磁気抵抗効果膜および磁気抵抗効果型ヘッドを提供する。

【解決手段】 スピントラル型の磁気抵抗効果膜において、反強磁性層の強磁性層と接する面と反対側の面に反強磁性化プロモート層を形成し、前記反強磁性層は、CuAu-I型の規則結晶構造をもつMn含有化合物からなり、当該反強磁性層は、前記強磁性層との交換結合を生じさせるために、熱処理操作を必要とする特性を有し、かつ、当該熱処理操作後の前記反強磁性層は、(111)結晶配向面に配向されており、前記反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数 $L_a$ に対する、前記反強磁性化プロモート層の最密面内の格子定数 $L_p$ の比 $L_p/L_a$ が、0.9~1.1の範囲内にあるように構成する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために、強磁性層の非磁性金属層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性層と、反強磁性層の強磁性層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性化プロモート層と、を有する多層膜を備えてなるスピンプルブ型の磁気抵抗効果膜であって、

前記反強磁性層は、CuAu-I型の規則結晶構造をもつMn含有化合物からなり、当該反強磁性層は、前記強磁性層との交換結合を生じさせるために、熱処理操作を必要とする特性を有し、かつ、当該熱処理操作後の前記反強磁性層は、(111)結晶配向面に配向されており、

前記反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数 $L_a$ に対する、前記反強磁性化プロモート層の最密面内の格子定数 $L_p$ の比 $L_p/L_a$ が、0.9~1.1の範囲内にあることを特徴とする磁気抵抗効果膜。

【請求項2】 前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、PtMnあるいはPtMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、

前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, Re, Os, Al, Cu, AuおよびAgの中から選定された少なくとも1種からなる請求項1に記載の磁気抵抗効果膜。

【請求項3】 前記反強磁性化プロモート層は、Pd, Pt, RhおよびReの中から選定された少なくとも1種からなる請求項2に記載の磁気抵抗効果膜。

【請求項4】 前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、NiMnあるいはNiMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、

前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, ReおよびOsの中から選定された少なくとも1種からなる請求項1に記載の磁気抵抗効果膜。

【請求項5】 前記反強磁性化プロモート層は、Pd, IrおよびRhの中から選定された少なくとも1種からなる請求項4に記載の磁気抵抗効果膜。

【請求項6】 前記反強磁性化プロモート層の厚さが、0.1~10nmである請求項1ないし請求項5のいずれかに記載の磁気抵抗効果膜。

【請求項7】 基板の上に直接または下地層を介して、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有してなる請求項1ないし請求項6のいずれかに記載の磁気抵抗効果膜。

【請求項8】 基板の上に下地層を設け、この下地層の上に、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有し、

前記下地層が、Ta, Hf, ZrおよびTiの中から選定された少なくとも1種からなる請求項1ないし請求項6のいずれかに記載の磁気抵抗効果膜。

【請求項9】 磁気抵抗効果膜と、導体膜と、電極部とを含む磁気抵抗効果型ヘッドであって、前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果膜と導通しており、

前記磁気抵抗効果膜は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために、強磁性層の非磁性金属層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性層と、反強磁性層の強磁性層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性化プロモート層とを有する多層膜を備えてなるスピンプルブ型の磁気抵抗効果膜であり、

前記反強磁性層は、CuAu-I型の規則結晶構造をもつMn含有化合物からなり、当該反強磁性層は、前記強磁性層との交換結合を生じさせるために、熱処理操作を必要とする特性を有し、かつ、当該熱処理操作後の前記反強磁性層は、(111)結晶配向面に配向されており、

前記反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数 $L_a$ に対する、前記反強磁性化プロモート層の最密面内の格子定数 $L_p$ の比 $L_p/L_a$ が、0.9~1.1の範囲内にあることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項10】 前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、PtMnあるいはPtMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、

前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, Re, Os, Al, Cu, AuおよびAgの中から選定された少なくとも1種からなる請求項9に記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項11】 前記反強磁性化プロモート層は、Pd, Pt, RhおよびReの中から選定された少なくとも1種からなる請求項10に記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項12】 前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、NiMnあるいはNiMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、

前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, ReおよびOsの中から選定された少なくとも1種からなる請求項9に記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項13】 前記反強磁性化プロモート層は、Pd, IrおよびRhの中から選定された少なくとも1種からなる請求項12に記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項14】 前記反強磁性化プロモート層の厚さが、0.1~10nmである請求項9ないし請求項13のいずれかに記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項15】 前記磁気抵抗効果膜は、基板の上に直

接または下地層を介して、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有してなる請求項9ないし請求項14のいずれかに記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項16】 基板の上に下地層を設け、この下地層の上に、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有し、

前記下地層が、Ta、Hf、ZrおよびTiの中から選定された少なくとも1種からなる請求項9ないし請求項14のいずれかに記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気記録媒体等の磁界強度を信号として読み取るための磁気抵抗効果膜のうち、特に小さな磁場変化を大きな電気抵抗変化信号として読み取ることでできる磁気抵抗効果膜および、それを用いた磁気抵抗効果型ヘッドに関する。これらは、主として、例えばハードディスクドライブ装置に組み込まれて使用される。

【0002】

【従来の技術】近年、ハードディスク（HDD）の高密度化に伴い、高感度、高出力のヘッドが要求されてきている。この要求に答えるべくして、スピナバルブヘッドの開発が進められている。

【0003】スピナバルブヘッドは、非磁性金属層を介して強磁性層がそれぞれ2層形成されており、一方の強磁性層に接して反強磁性層が配置された構成をなしている。反強磁性層と接している強磁性層は、反強磁性層と交換結合しており、これにより強磁性層の磁化方向は、一方向に固着（ピン止め）されている。もう一方の強磁性層は、外部磁界の変化に追従して自由に回転する。スピナバルブにおいては、この2つの強磁性層間のスピンの相対角度の差異により、MR変化を実現しており、反強磁性層と、これに接している強磁性層との交換結合がスピナバルブの本質といえる。

【0004】従来より、スピナバルブに用いられている反強磁性層としては、FeMn、NiMn、PtMn等の材料がよく知られている。

【0005】反強磁性層としてFeMnを用いた場合、成膜直後に強磁性層との間に交換結合が生じる。そのために、成膜後に交換結合を生じさせるための熱処理は不要となるが、強磁性層の成膜後に反強磁性層を成膜させなければならないという、成膜順の制約が生じる。また、FeMnを用いた場合、ブロック温度が150～170℃程度と低いという問題がある。ブロック温度とは磁性層をピンニングしている交換結合が消失する温度である。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】一方、反強磁性層としてNiMnやPtMnを用いた場合、ブロック温度は300℃以上と高く、しかも、反強磁性層と強磁性層の成膜順の制約はない。しかしながら、反強磁性層と強磁性層の関係において、交換結合を生じさせるためには、双方積層成膜後に別途、磁界中での熱処理が必要となる。これは、NiMnおよびPtMnが反強磁性を示すためには、面心立方晶（fcc）構造を有するCuAu-I型の規則結晶構造を形成しなければならないためである。磁界中での熱処理は、通常、250～350℃の温度条件で行われ、温度が高いほど交換結合の程度は大きくなる傾向にある。しかしながら、高い温度での熱処理をスピナバルブ膜に施すと、スピナバルブ膜の重要な膜特性であるMR変化率(MR Ratio)が低下してしまう。そのため、反強磁性層とそれに接している強磁性層とを交換結合させるための熱処理は、所望レベルの交換結合が発現できる範囲で、できるだけ低い温度で行うことが望まれる。

【0007】このような実状のもとに本発明は創案されたものであり、その目的は、反強磁性層としてNiMnやPtMnを用いた場合において、反強磁性層の規則化温度を低下せしめ、スピナバルブ膜特性（例えば、MR変化率(MR Ratio)）に悪影響を及ぼさないようにできるだけ低い熱処理温度（例えば250℃以下）で、交換結合を生じさせることができる磁気抵抗効果膜および磁気抵抗効果型ヘッドを提供することにある。

【0008】なお、本願に関連する先行技術文献として、U.S.P. 5,608,593号および特開平9-63021号公報がある。

【0009】U.S.P. 5,608,593号には、基板の上に形成された下地層の上に、CuまたはNiCrからなるバッファ層と、FeMn、NiMn、またはNiCoOからなる反強磁性層と、この反強磁性層にピン止めされた強磁性層が順次形成されたスピナバルブ膜が開示されている。ここで、バッファ層は、適度なマイクロストラクチャ（microstructure）と反強磁性膜の相を促進（promote）するために、さらには、下地層と反強磁性層との間の相互拡散を防止する機能を有しているとされる。しかしながら、本願との関係において、Cuからなるバッファ層とNiMnからなる反強磁性層との単なる組み合わせのみでは、本願の目的を解決する上で必ずしも十分な作用効果を発現し得ない。つまり、結晶の規則化のための温度があまり低下しないという問題がある。

【0010】また、特開平9-63021号公報には、下地層として、TaとNiFeを積層した膜を用い、この上に、NiMnからなる反強磁性層と、この反強磁性層にピン止めされた強磁性層が順次形成されたスピナバルブ膜が開示されている。この中で、積層構造の下地層のうちTaは、界面を平滑にするために、また、下地層のうちNiFeは、NiMnがfcc構造を形成しやす

くするために用いている旨の開示がなされている。しかしながら、本願との関係において、NiFeからなる下地層を用いると、この強磁性体がスピバルブ膜に磁気的な悪影響を及ぼすという不都合が生じてしまう。

#### 【0011】

【課題を解決するための手段】上述したような本願の課題を解決するために、本発明は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために、強磁性層の非磁性金属層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性層と、反強磁性層の強磁性層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性化プロモート層と、を有する多層膜を備えてなるスピバルブ型の磁気抵抗効果膜であって、前記反強磁性層は、CuAu-I型の規則結晶構造をもつMn含有化合物からなり、当該反強磁性層は、前記強磁性層との交換結合を生じさせるために、熱処理操作を必要とする特性を有し、かつ、当該熱処理操作後の前記反強磁性層は、(111)結晶配向面に配向されており、前記反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数 $L_a$ に対する、前記反強磁性化プロモート層の最密面内の格子定数 $L_p$ の比 $L_p/L_a$ が、0.9~1.1の範囲内にあるように構成される。

【0012】好ましい態様として、前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、PtMnあるいはPtMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, Re, Os, Al, Cu, AuおよびAgの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0013】好ましい態様として、前記反強磁性化プロモート層は、Pd, Pt, RhおよびReの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0014】好ましい態様として、前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、NiMnあるいはNiMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, ReおよびOsの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0015】好ましい態様として、前記反強磁性化プロモート層は、Pd, IrおよびRhの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0016】好ましい態様として、前記反強磁性化プロモート層の厚さは、0.1~10nmとされる。

【0017】好ましい態様として、基板の上に直接または下地層を介して、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有してなるように構成される。

【0018】好ましい態様として、基板の上に下地層を

設け、この下地層の上に、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有し、前記下地層が、Ta, Hf, ZrおよびTiの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0019】また、本発明は、磁気抵抗効果膜と、導体膜と、電極部とを含む磁気抵抗効果型ヘッドであって、前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果膜と導通しており、前記磁気抵抗効果膜は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために、強磁性層の非磁性金属層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性層と、反強磁性層の強磁性層と接する面と反対側の面に形成された反強磁性化プロモート層とを有する多層膜を備えてなるスピバルブ型の磁気抵抗効果膜であり、前記反強磁性層は、CuAu-I型の規則結晶構造をもつMn含有化合物からなり、当該反強磁性層は、前記強磁性層との交換結合を生じさせるために、熱処理操作を必要とする特性を有し、かつ、当該熱処理操作後の前記反強磁性層は、(111)結晶配向面に配向されており、前記反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数 $L_a$ に対する、前記反強磁性化プロモート層の最密面内の格子定数 $L_p$ の比 $L_p/L_a$ が、0.9~1.1の範囲内にあるように構成される。

【0020】好ましい態様として、前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、PtMnあるいはPtMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, Re, Os, Al, Cu, AuおよびAgの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0021】好ましい態様として、前記反強磁性化プロモート層は、Pd, Pt, RhおよびReの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0022】好ましい態様として、前記(111)結晶配向面に配向された反強磁性層は、NiMnあるいはNiMnを少なくとも80at%以上含む合金であり、前記反強磁性化プロモート層は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, ReおよびOsの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0023】好ましい態様として、前記反強磁性化プロモート層は、Pd, IrおよびRhの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0024】好ましい態様として、前記反強磁性化プロモート層の厚さは、0.1~10nmとされる。

【0025】好ましい態様として、前記磁気抵抗効果膜は、基板の上に直接または下地層を介して、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前

記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有してなるように構成される。

【0026】好ましい態様として、基板の上に下地層を設け、この下地層の上に、前記反強磁性化プロモート層、前記反強磁性層、前記強磁性層、前記非磁性金属層、および前記軟磁性層が順次、積層された構造を有し、前記下地層が、Ta、Hf、ZrおよびTiの中から選定された少なくとも1種からなるように構成される。

【0027】

【発明の実施の形態】以下、本発明の具体的実施の形態について詳細に説明する。

【0028】図1は、本発明の磁気抵抗効果膜2の好適な一例を示す断面図である。この実施の態様において、磁気抵抗効果膜2は、巨大磁気抵抗効果を示すスピナル膜としての磁性多層膜1を備えている。

【0029】図1に示されるように、磁性多層膜1は、非磁性金属層30と、この非磁性金属層30の一方の面に形成された強磁性層40と、非磁性金属層30の他方の面に形成された軟磁性層20と、強磁性層40の磁化の向きをピン止めするために強磁性層40の非磁性金属層30と接する面と反対側の面に形成された反強磁性層50と、この反強磁性層50の強磁性層40と接する面と反対側の面に形成された反強磁性化プロモート層19とを有する積層体構造をなしている。

【0030】これらの積層体は、図1に示される好適な実施の態様では、基板15の上に形成されており、基板15側から、下地層17を介して、反強磁性化プロモート層19、反強磁性層50、強磁性層40、非磁性金属層30、軟磁性層20の順に積層されている。軟磁性層20の上には、図示のごとく、さらに保護層80が形成されている。

【0031】この実施の態様における磁性多層膜1（スピナル膜）では、外部から加わる信号磁界の向きに応じて非磁性金属層30を介して、その両側に隣接して形成された軟磁性層20と強磁性層40との互いの磁化の向きが実質的に異なることが必要である。その理由は、本発明の原理が、非磁性金属層30を介して形成された軟磁性層20と強磁性層40の磁化の向きがズレているとき、伝導電子がスピンの依存した散乱を受け、抵抗が増え、磁化の向きが互いに逆向きに向いたとき、最大の抵抗を示すことにあるからである。すなわち、本発明では、図2に示されるように外部からの信号磁場がプラス（記録媒体90の記録面93から向かって上向き（符号92で表される）であるとき、隣合った磁性層の磁化の方向が互いに逆向きの成分が生じ、抵抗が増大するのである。

【0032】ここで、本発明の磁気抵抗効果膜に用いられる（スピナル）磁性多層膜における、磁気記録媒体からの外部信号磁場と、軟磁性層20と強磁性層40

の互いの磁化の方向、及び電気抵抗の変化の関係を説明する。

【0033】今、本発明の理解を容易にするために、図1に示されるごとく、1つの非磁性金属層30を介して1組の軟磁性層20と強磁性層40とが存在する最もシンプルな磁性多層膜の場合について、図2を参照しつつ説明する。

【0034】図2に示されるように、強磁性層40は後に述べる方法によって媒体面に向かって下向き方向にその磁化をピン止めされている（符号41）。もう一方の軟磁性層20は、非磁性金属層30を介して形成されているので、その磁化方向は外部からの信号磁界によって向きを変える（符号21）。このとき、軟磁性層20と強磁性層40の磁化の相対角度は、磁気記録媒体90からの信号磁界の向きによって大きく変化する。その結果、磁性層内に流れる伝導電子が散乱される度合いが変化し、電気抵抗が大きく変化する。

【0035】これによってパーマロイの異方性磁気抵抗効果とはメカニズムが本質的に異なる大きなMR（Magnetoresistance）効果が得られる。これは特にGMR（Giant-Magnetoresistance）効果と呼ばれる。

【0036】軟磁性層20、強磁性層40と、ピン止め効果を示す反強磁性層50の磁化の向きが外部磁場に対して相対的に変化する。それらの磁化の向きの変化が磁化曲線とMR曲線とに対応させて図3に示される。ここでは、反強磁性層50により、強磁性層40の磁化は全てマイナス方向（記録媒体90の記録面から向かって下向き）に固定されている。外部信号磁場がマイナスの時は軟磁性層20の磁化もマイナス方向を向く。いま、説明を簡単にするために軟磁性層20、強磁性層40の保磁力を0に近い値とする。信号磁場Hが $H < 0$ の領域（I）では、まだ軟磁性層20および強磁性層40両磁性層の磁化方向は一方方向を向いている。

【0037】外部磁場を上げてHが軟磁性層20の保磁力を超えると軟磁性層の磁化方向は信号磁場の方向に回転し、軟磁性層20および強磁性層40のそれぞれの磁化の向きが反平行となるのにつれて磁化と電気抵抗が増加をする。そして一定値となる（領域（II）の状態）。このとき反強磁性層50により、あるピン止め磁場 $H_{ua}$ が働いている。信号磁場がこの $H_{ua}$ を越えると強磁性層40の磁化も信号磁場の方向に回転し、領域（III）で軟磁性層20および強磁性層40のそれぞれの磁化方向は、一方方向に揃って向く。このとき、磁化はある一定値に、MR曲線は0となる。

【0038】逆に信号磁場Hが減少するときは、今までと同様に、軟磁性層20および強磁性層40の磁化反転に伴い、領域（III）から（II）、（I）と順次変化する。ここで領域（II）のはじめの部分で、伝導電子がスピンの依存した散乱を受け、抵抗は大きくなる。領域（II）のうち、強磁性層40はピン止めされているため、ほと

んど磁化反転はしないが、軟磁性層20は直線的にその磁化を増加させるため、軟磁性層20の磁化変化に対応し、スピンの依存した散乱を受ける伝導電子の割合が徐々に大きくなる。すなわち、軟磁性層20に例えばHcの小さな $\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}$ を選び、適当な一方向異方性磁場Hkを付与することにより、Hk付近以下の数0e〜数100eの範囲の小外部磁場で抵抗変化が直線的、かつ大きな抵抗変化率を示す磁性多層膜が得られる。

【0039】以下、上述してきた磁気抵抗効果膜2の各構成について詳細に説明する。この磁気抵抗効果膜における第一の特徴点は、反強磁性層50を構成する材質と、この反強磁性層50の強磁性層40と接する面と反対側の面に形成された反強磁性化プロモート層19を構成する材質との組み合わせにある。

【0040】すなわち、本発明における反強磁性層50は、CuAu-I型の規則結晶構造をもつMn含有化合物からなり、しかも当該反強磁性層50は、前記強磁性層40との交換結合を生じさせるために、熱処理操作を必要とする特性を有している。CuAu-I型の規則結晶構造に関しては、磁性体ハンドブック（朝倉書店）401〜403頁に記載されており、例えば、PtMn、NiMn、PdMnがとる結晶構造として定義される。

【0041】反強磁性層50としては、PtMn、NiMn、PdMnが挙げられ、中でも、PtMn、NiMnが好ましく、さらには、PtMnが最も好ましい。より大きな交換結合エネルギーJkを得ることができるからである。

【0042】さらに、PtMn系の反強磁性層50として、PtMnを80at%以上含む合金でもよい。このような好適なPtMn系材料としては、 $\text{Pt}_{x1}\text{M}_{y1}\text{Mn}_{z1}$ で表示される材料が挙げられる。ここで、MはRu、Rh、Pd、Au、Ag、Fe、Crから選ばれた少なくとも一種であり、中でも特に、Ru、Rhが好ましい。上記x1の範囲は、 $30 \leq x1 \leq 60$ 、上記y1の範囲は $0 \leq y1 \leq 30$ 、上記z1の範囲は $40 \leq z1 \leq 60$ とされる。x1、y1、z1の単位はそれぞれ原子%である。

【0043】さらに、NiMn系の反強磁性層50として、NiMnを80at%以上含む合金でもよい。このような好適なNiMn系材料としては、 $\text{Ni}_{x2}\text{M}_{y2}\text{Mn}_{z2}$ で表示される材料が挙げられる。ここで、MはRu、Rh、Pd、Pt、Au、Ag、Fe、Crから選ばれた少なくとも一種であり、中でも特に、Ru、Rh、Pdが好ましい。上記x2の範囲は、 $30 \leq x2 \leq 60$ 、上記y2の範囲は $0 \leq y2 \leq 30$ 、上記z2の範囲は $40 \leq z2 \leq 60$ とされる。x2、y2、z2の単位はそれぞれ原子%である。

【0044】このような反強磁性層50は、後に詳述する反強磁性化プロモート層19の存在を前提として、強磁性層40との交換結合を生じさせるための熱処理操作

が行なわれ、この熱処理操作によって反強磁性層50を構成する規則結晶は、(111)結晶配向面に配向されることが必要である。反強磁性層50の(111)結晶配向面の配向がなされないと、反強磁性層の規則化温度があまり低下しないという不都合が生じる。

【0045】反強磁性化プロモート層19として、例えば、Ir、Pd、Pt、Rh、Ru、Re、Os、Al、Cu、AuおよびAg等が用いられ得るが、反強磁性化プロモート層19の選定に際しては、反強磁性層50との関係において、反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数Laに対する、前記反強磁性化プロモート層19の最密面内の格子定数Lpの比 $Lp/La$ が、 $0.9 \sim 1.1$ 、より好ましくは、 $0.97 \sim 1.07$ の範囲内にあることを必要とする。この値が0.9未満となったり、1.1を超えたりすると、プロモート層を設けた効果が発現せず、規則化温度を下げるができないという不都合が生じる。

【0046】本発明においては、反強磁性層50の材質との関係で上記所定の要件を満たす反強磁性化プロモート層19の材質が選定される。本発明の所定の要件を備える反強磁性化プロモート層19を設けることにより、比較的低い熱処理温度（例えば、250℃以下、特に、220〜250℃）で、反強磁性層50と強磁性層40との交換結合を図ることができる。

【0047】以下、反強磁性層50の好適材料としてPtMn（PtMnを80at%以上含有する合金を含む）を用いた場合と、NiMn（NiMnを80at%以上含有する合金を含む）を用いた場合について、反強磁性化プロモート層19の具体的材質をいかに選定すべきかを詳細に説明する。

【0048】（1）反強磁性層50として、PtMnを用いた場合

反強磁性層50として用いられるPtMnの組成割合（原子%）は、通常、Mnが、40〜60at%とされる。Mn含有量がこの範囲を外れると、一般に、規則結晶構造を形成できなくなり、反強磁性を示さなくなってしまう。

【0049】反強磁性層50として、PtMnを用いた場合、反強磁性化プロモート層19は、Ir、Pd、Pt、Rh、Ru、Re、Os、Al、Cu、AuおよびAgの中から選定された少なくとも1種から構成される。

【0050】このように選定された反強磁性化プロモート層19の最密面内の格子定数Lpは、PtMnからなる反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数Lp（この場合、 $Lp = 2.72 \text{ \AA}$ ）との関係において、 $Lp/La$ 比が、 $0.9 \sim 1.1$ の範囲内という要件を満たしている。上記元素の中で、より好ましい材料は、Pt、Pd、RhおよびReであり、さらに最も好ましい材料は、Pt、Pdである。反強磁性化プロモート層1



9は上記の元素を含む合金でも良く、合金の好適例としては、例えば、PtRh, NiRhなどが挙げられ、これらの中では、特に、PtRhが好ましい。

【0051】このような反強磁性化プロモート層19の厚さは、0.1~10nm、好ましくは1~10nm、より好ましくは、2~5nmとされる。この値が0.1未満となると、反強磁性化プロモート層19そのものの効果が発現しなくなってしまう。また、この値が10nmを超えて層厚が厚くなりすぎると、反強磁性化プロモート層19の電気抵抗が小さくなり、本来この部分に流れてほしくないセンス電流が流れてしまい、出力低下につながるという不都合がある。

【0052】(2)反強磁性層50として、NiMnを用いた場合

反強磁性層50として用いられるNiMnの組成割合

(原子%)は、通常、Mnが、40~60at%とされる。Mn含有量がこの範囲を外れると、一般に、規則結晶構造を形成できなくなり、反強磁性を示さなくなってしまう。

【0053】反強磁性層50として、NiMnを用いた場合、反強磁性化プロモート層19は、Ir, Pd, Pt, Rh, Ru, ReおよびOsの中から選定された少なくとも1種から構成される。

【0054】このように選定された反強磁性化プロモート層19の最密面内の格子定数 $L_p$ は、NiMnからなる反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数 $L_p$ (この場合、 $L_p=2.57\text{\AA}$ )との関係において、 $L_p/L_a$ 比が、0.9~1.1の範囲内という要件を満たしている。上記元素の中で、より好ましい材料は、Pd, IrおよびRhであり、さらに最も好ましい材料は、Rh, Pdである。反強磁性化プロモート層19は上記の元素を含む合金でも良く、合金の好適例としては、例えば、PtRh, NiRhなどが挙げられ、これらの中では、特に、PtRhが好ましい。

【0055】このような反強磁性化プロモート層19の厚さは、上記(1)の場合と同様に、0.1~10nm、好ましくは1~10nm、より好ましくは、2~5nmとされる。この値が0.1未満となると、反強磁性化プロモート層19そのものの効果が発現しなくなってしまう。また、この値が10nmを超えて層厚が厚くなりすぎると、反強磁性化プロモート層19の電気抵抗が小さくなり、本来この部分に流れてほしくないセンス電流が流れてしまい、出力低下につながるという不都合がある。

【0056】反強磁性層50の厚さは、5~100nm、好ましくは5~80nm、より好ましくは5~50nm、更に好ましくは5~30nmの範囲とするのがよい。反強磁性層50の厚さが、5nmより薄くなると交換結合磁界 $H_{ex}$ やブロッキング温度 $T_b$ が急激に小さくなってしまう。逆に厚い分は余り問題がないが、あまり

厚すぎるとMRヘッドとしてのギャップ長(シールド-シールド間の長さ)が大きくなってしまい、超高密度磁気記録に適さなくなってしまう。従って、100nmより小さいほうがよい。

【0057】強磁性層40は、Fe, Ni, Co, Mn, Cr, Dy, Er, Nd, Tb, Tm, Ce, Gd等やこれらの元素を含む合金や化合物から構成されるが、特に、 $(Co_z Ni_{1-z})_w Fe_{1-w}$ (ただし、重量で $0.4 \leq z \leq 1.0$ 、 $0.5 \leq w \leq 1.0$ である)で表される組成で構成することが好ましい。これらの組成範囲を外れると、大きな電気抵抗の変化が得られなくなるという不都合が生じる。

【0058】このような強磁性層40の厚さは、1.6~10nm、より好ましくは、2~6nmとされる。この値が、1.6nm未満となると、磁性層としての特性が失われる。この一方で、この値が10nmを超えると、前記反強磁性層50からのピン止め磁界が小さくなり、この強磁性層のピン止め効果が十分に得られなくなる。

【0059】このような強磁性層40は上述のごとく反強磁性層50と直接接しているため、所定の温度での熱処理後、両者に直接層間相互作用が働き、強磁性層40の磁化回転が阻止される。一方、後に詳述する軟磁性層20は、外部からの信号磁場により、自由にその磁化を回転させることができる。その結果、軟磁性層20と強磁性層40との両者の磁化に相対的な角度が生み出され、この磁化の向きの違いに起因した大きなMR効果が得られる。

【0060】軟磁性層20は、軟磁性特性を示すFe, Ni, Co等やこれらの元素を含む合金や化合物から構成されるが、保磁力 $H_c$ の小さな磁性層を用いた方がMR曲線の立ち上がりが急峻となり、好ましい結果が得られる。軟磁性層20を下記に示すような2層構造にすることは、特に好ましい態様である。すなわち、非磁性金属層30側からCo(コバルト)単体あるいはCoを80重量%以上含む合金より構成された第1の軟磁性層と、 $(Ni_x Fe_{1-x})_y Co_{1-y}$ (ただし、重量で $0.7 \leq x \leq 0.9$ 、 $0.5 \leq y \leq 1.0$ )で表わされる組成である第2の軟磁性層との2層積層体として構成する。このような構成とすることにより、Coリッチな第1の軟磁性層が拡散ブロッキング層として働き、第2の軟磁性層側から非磁性金属層30側へとNiの拡散を防止することができる。また、Coリッチな第1の軟磁性層は電子の散乱能力を増大させるため、MR変化率が向上するという効果も発現する。なお、第2の軟磁性層は、ソフト磁性を維持させるために上記組成範囲内で形成される。

【0061】このような軟磁性層20の厚さは、2~15nm、好ましくは、3~15nm、さらに好ましくは、5~15nmとされる。この値が、2nm未満とな

ると、良好な軟磁性層としての特性が得られない。この一方で、この値が15nmを超えると、多層膜全体の厚さが厚くなり、磁性多層膜全体の抵抗が大きくなり、MR効果が減少してしまう。なお、軟磁性層20を上記のように2層積層体とした場合には、Coリッチの第1の軟磁性層の厚さを、0.4nm以上確保すればよい。

【0062】このような軟磁性層20と前記強磁性層40との間に介在される非磁性金属層30は、効率的に電子を導くために、伝導性のある金属が望ましい。より具体的には、Au、Ag、およびCuの中から選ばれた少なくとも1種、またはこれらの少なくとも1種以上を60wt%以上含む合金等が挙げられる。

【0063】このような非磁性金属層30の厚さは、1.5~4nmであることが好ましい。この値が1.5nm以下になると、このものを介して配置されている軟磁性層20と強磁性層40とが交換結合してしまい、軟磁性層20と強磁性層40とのスピンのそれぞれ独立に機能しなくなってしまうという不都合が生じる。この値が4nmを超えると、上下に位置する軟磁性層20と強磁性層40の界面で散乱される電子の割合が減少してしまい、MR変化率の減少が起こってしまうという不都合が生じる。

【0064】保護層80は、通常、成膜プロセスの過程での磁性多層膜表面の酸化を防止し、その上部に形成される電極材料とのぬれ性や、密着強度の向上という目的のために形成される。保護層80は、Ti、Ta、W、Cr、Hf、Zr、Zn等の材質から形成される。厚さは、通常、3~30nm程度とされる。

【0065】基板15は、ガラス、ケイ素、MgO、GaAs、フェライト、アルティック、CaTiO<sub>3</sub>等の材料により形成される。厚さは、通常、0.5~10mm程度とされる。

【0066】下地層17は、Ta、Hf、Ti、Cr、Zr、より好ましくはTa、Hf、Ti、Zrの材質から形成される。厚さは、1~20nm、好ましくは1~10nm、さらに好ましくは、1~5nmとされる。この下地層17の厚さはうすい程よいが、その効果が十分に発現されるためには、1nm以上がよい。1nm未満では、連続した薄膜とすることが困難であり、下地層17そのものの効果がない。また、20nmを超えると、高密度記録に適さなくなる。

【0067】このような下地層17と前記反強磁性化プロモート層19と前記反強磁性層50との組み合わせにより、交換結合磁界の温度特性が良好となる。すなわち、MRヘッドに組み立てて実際にヘッドとして動作させた場合に、ヘッド温度は、100~150℃程度に上昇する（以下、動作温度という）が、この動作温度において交換結合磁界の劣化が極めて少なくなる。このことは後述する実験例より明らかになる。

【0068】各層の材質及び層厚を上記のように規定

し、さらに、少なくとも軟磁性層20の成膜時に、後述する膜面内の一方向に外部磁場を印加して、異方性磁界H<sub>k</sub>を2~200e、より好ましくは2~160e、特に2~100e付与することが好ましい。

【0069】軟磁性層の異方性磁界H<sub>k</sub>が20e未満となると、保磁力と同程度となってしまう、0磁場を中心とした直線的なMR変化曲線が実質的に得られなくなるため、MR素子としての特性が劣化する。また200eより大きいと、この膜をMRヘッド等に適用した場合、出力が低下しやすく、かつ分解能が低下する。ここでこれらのH<sub>k</sub>は、外部磁場として成膜時に10~3000eの磁場を印加することで得られる。外部磁場が100e以下ではH<sub>k</sub>を誘起するのに十分ではないし、また、3000eを越えても効果は変わらないが、磁場発生のためのコイルが大きくなってしまい、費用もかさんで非効率的である。

【0070】上述してきた磁性多層膜1をそれぞれ繰り返し積層したものを、磁気抵抗効果膜とすることもできる。磁性多層膜の繰り返し積層回数nに特に制限はなく、目的とする磁気抵抗変化率等に応じて適宜選択すればよい。昨今の磁気記録の超高密度化に対応するためには、磁性多層膜の全層厚が薄いほど良い。しかし薄くなると通常、MR効果は同時に小さくなってしまいが、本発明に用いられる磁性多層膜は、繰り返し積層回数nが1の場合でも十分実用に耐えうる多層膜を得ることができる。また、積層数を増加するに従って、抵抗変化率も増加するが、生産性が悪くなり、さらにnが大きすぎると素子全体の抵抗が低くなりすぎて実用上の不便が生じることから、通常、nを10以下とするのが好ましい。nの好ましい範囲は1~5である。

【0071】前記磁性多層膜1の各層の成膜は、スパッタリングにて行なわれる。磁性多層膜1の成膜、特に、反強磁性層50の成膜に際して、真空成膜装置内の到達圧力は $2 \times 10^{-9}$ Torr以下、好ましくは $8 \times 10^{-10}$ Torr以下、さらに好ましくは $2 \times 10^{-10}$ Torr以下に設定される。到達圧力とは、成膜開始前の成膜装置内の圧力として定義され、成膜時の圧力とは異なる。

【0072】到達圧力 $2 \times 10^{-9}$ Torr以下という範囲は、膜質の向上という観点から、従来より提案されていない範囲のものである。到達圧力 $2 \times 10^{-9}$ Torr以下の条件を達成するためには、一般には行なわれていないスパッタ装置の構成が必要となる。すなわち、真空シール部分をすべて金属ガasketとすること、装置を全てステンレスもしくはAlで形成すること、装置の組み上げ時に真空中高温でガス出しすること、および排気動作の中で真空槽全体を高温にベーキングして残留ガス、H<sub>2</sub>O分を徹底的に強制排気すること、および $2 \times 10^{-9}$ Torr以下での動作が可能な特殊な排気ポンプを使用することが必要である。

【0073】また、スパッタリングで用いられるターゲットに含有される酸素濃度は、反強磁性層50の形成の場合、1~600原子ppm、好ましくは1~500原子ppm、より好ましくは1~300原子ppmに設定するのがよい。ここで、ターゲットに含有される酸素濃度とは、ターゲットの一部を用いて燃焼させ生成したCO<sub>2</sub>ガス量を用いて分析される。さらに、スパッタ時に導入されるスパッタガス中の不純物（例えば、H<sub>2</sub>O、CO<sub>2</sub>、He等）の濃度の合計は、0.1~100原子ppb、好ましくは、0.1~50原子ppb、さらに好ましくは0.1~10原子ppb、またさらに好ましくは0.1~5原子ppbに設定するのがよい。特に、スパッタガス中のH<sub>2</sub>O不純物濃度は、膜質に影響を及ぼしやすく40原子ppb以下、好ましくは10原子ppb以下、さらに好ましくは5原子ppb以下に設定するのがよい。なお、実際の成膜が行われている間の真空成膜装置内の運転圧力は、通常、 $1 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2}$  Torrに設定される。

【0074】本発明における磁性多層膜1の各層の成膜は、それぞれ、上記の成膜条件に従って行うことが、磁気抵抗効果膜の特性をさらに向上させるために望ましい。

【0075】基板15としては、前述したようにガラス、ケイ素、MgO、GaAs、フェライト、アルティック、CaTiO<sub>3</sub>等を用いることができる。成膜に際しては、前述したように軟磁性層20成膜時に、膜面内の一方方向に10~3000eの外部磁場を印加することが好ましい。これにより、軟磁性層20に異方性磁場H<sub>k</sub>を付与することができる。なお、外部磁場の印加方法は、軟磁性層20成膜時のみ、磁場の印加時期を容易に制御できる。例えば電磁石等を備えた装置を用いて印加し、反強磁性層50成膜時は印加しない方法であってもよい。あるいは、成膜時を通して常に一定の磁場を印加する方法であってもよい。

【0076】また、前述したように、少なくとも軟磁性層20の成膜時に膜面内の一方方向に外部磁場を印加して異方性磁場H<sub>k</sub>を誘起することで、さらに高周波特性を優れたものとすることができる。

【0077】さらに、反強磁性層50を成膜する際には、軟磁性層20を成膜する際の印加磁場の方向と垂直方向に磁場を印加すると良い。つまり磁性多層膜の膜面内でかつ、測定電流と直角方向となる。ここで印加する磁場の大きさは10~3000eの範囲にあればよい。この直角化処理を予め施しておくことにより、磁気抵抗効果膜の成膜後に熱処理を行えば、反強磁性層50により強磁性層40の磁化の方向が確実に印加磁場方向（測定電流と直角方向）に固着され、信号磁場によってその向きを容易に変えうる軟磁性層20の磁化と最も合理的に反平行状態を作り出すことができる。もっともこれは必要条件ではなく、反強磁性層を成膜する際、および軟磁

性層を成膜する際に印加する磁場の方向が同じ向きであっても良い。この時は磁性多層膜の成膜後、工程中で150~300℃、特に200℃程度の熱処理を行う際に、短冊短辺方向（軟磁性層20を成膜する際の印加磁場の方向と垂直方向）に磁場を印加しながら、温度を下げていくと良い。

【0078】また、本発明においては、用いる反強磁性層50の材質の関係上、磁性多層膜の成膜完了時点では、反強磁性層50と強磁性層40との交換結合は生じていない。そのため、磁性多層膜の成膜後に交換結合を生じさせるための熱処理が必要になるが、本発明の場合、反強磁性層50に接して特定の材質からなる反強磁性化プロモート層19を形成しているために、この熱処理温度は従来の処理温度に比べて極めて低く設定できる。例えば、250℃以下、特に、220~250℃の範囲の熱処理温度で、所望の大きさの交換結合が生じる。このように比較的低い温度での熱処理操作で交換結合が可能になるため、スピナル膜そのものに及ぼす熱ダメージが極めて小さく、重要な膜特性であるMR変化率(MR Ratio)の劣化は極めて少ない。

【0079】図4には、磁気抵抗効果膜の他の実施形態が示される。図中、上述してきた符号と同一符号は、同一の構成部材を示す。図4に示される磁気抵抗効果膜4（磁性多層膜3）が上述してきた図1に示される磁気抵抗効果膜2（磁性多層膜1）と異なる点は、基板15と反強磁性化プロモート層19との間の下地層17を省略した点にある。この場合には、磁気抵抗効果膜全体の膜厚を薄くすることができるために、高密度磁気記録に対応したMRヘッドの狭ギャップ化に有利となるというメリットがある。

【0080】上記の実施の態様で説明した、磁性多層膜を備える磁気抵抗効果膜は、磁気抵抗効果型ヘッド（MRヘッド）、MRセンサ、強磁性メモリ素子、角度センサ等に応用される。

【0081】以下、磁気抵抗効果膜2（図1）を磁気抵抗効果型ヘッドに応用した例を挙げて説明する。本発明における磁気抵抗効果型ヘッド（MRヘッド）としては、巨大磁気抵抗効果（GMR）を示す磁性多層膜を備えるスピナルヘッドが好適例として挙げられる。

【0082】以下、磁気抵抗効果型ヘッド（MRヘッド）としてスピナルヘッドを採り挙げて説明する。

【0083】図5に示されるように磁気抵抗効果型ヘッド（MRヘッド）150は、信号磁場を感磁するための感磁部分としての磁気抵抗効果膜200と、この磁気抵抗効果膜200の両端部200a、200aに形成された電極部100、100とを有している。そして、感磁部分としての磁気抵抗効果膜200の端部200a、200aは、その両端部全体が電極部100、100に接する状態で接続されていることが好ましい。なお、導体膜120、120は、前記電極部100、100を介し

て磁気抵抗効果膜200と導通している。本発明では、後の説明をわかりやすくするために、便宜上、導体膜120と電極部100とに分けているが、導体膜120と電極部100は、本来一体的に薄膜形成法により形成されている場合が多く、これらは一つ部材と考えてもよい。

【0084】MRヘッドにおける感磁部分としての磁気抵抗効果膜200は、前記図1に示される磁性多層膜1を有する磁気抵抗効果膜2と実質的に同様な積層構造のものが用いられる。すなわち、磁気抵抗効果膜200は、実質的に図1に示される磁性多層膜を有する磁気抵抗効果膜2に置換され、その結果、磁気抵抗効果膜200は、非磁性金属層30と、非磁性金属層30の一方の面に形成された強磁性層40と、非磁性金属層30の他方の面に形成された軟磁性層20と、前記強磁性層40の磁化の向きをピン止めするために強磁性層40の非磁性金属層30と接する面と反対側の面に形成された反強磁性層50と、この反強磁性層50の強磁性層40と接する面と反対側の面に形成された反強磁性化プロモート層19を有している。

【0085】磁気抵抗効果膜200は、いわゆるスピントラップ型の磁気抵抗変化を示す。スピントラップ型の磁気抵抗変化とは、非磁性金属層30と、非磁性金属層30の一方の面に形成された強磁性層40と、非磁性金属層30の他方の面に形成された軟磁性層20と、前記強磁性層40の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上に形成された反強磁性層50とを有する磁性多層膜において、外部の信号磁界が0の時に軟磁性層20とピン止めされた強磁性層40のスピンの成す角度が、鋭角方向から見れば、90度に近く設定されているものをいう。実際は45～90度の角度であることが多いが、特に好ましくは90度（磁化の直交化）に設定するのがよい。磁気抵抗効果曲線（MR曲線）が、外部磁場が0のときを中心にしてプラス、マイナスの外部磁場に対し、左右非対称となるようにするためである。

【0086】この磁化の直交化を図るために、磁性多層膜1を磁場中で真空熱処理を行う必要がある。この処理を直交化熱処理と呼び、この時の温度を直交化温度と呼ぶ。この直交化熱処理の際、反強磁性層50の磁化方向のみ変化させることが望ましい。この直交化温度は、軟磁性層20の誘導磁気異方向性が消失する温度よりも低いことが望ましい。軟磁性層20の誘導磁気異方向性が消失する温度よりも高い温度で、直交化熱処理を行うと、軟磁性層20の磁化方向が外部磁界に対して磁化容易軸方向となり、外部磁界に対する磁気抵抗効果曲線にヒステリシスを持ってしまい線形性に問題が生じる。同時に出力が低下してしまう。また、軟磁性層20の誘導磁気異方向性が消失する温度よりも低過ぎる場合には、磁気記録システム内のMRセンサ動作中、およびスピントラップヘッド作製プロセス時に加わる温度により交換結

合磁界H<sub>ua</sub>の劣化が生じ、スピントラップ膜として機能できないという問題がある。

【0087】本発明では、上述したように反強磁性層50に接して特定の材質からなる反強磁性化プロモート層19を形成しているために、比較的低い温度での熱処理操作で交換結合が可能になる。そのため、スピントラップ膜そのものに及ぼす熱ダメージが極めて小さく、重要な膜特性であるMR変化率(MR Ratio)の劣化は極めて少ない。

【0088】図5に示されるように磁気抵抗効果型ヘッド(MRヘッド)150には、磁気抵抗効果膜200および電極部100、100を上下にはさむようにシールド層300、300が形成されるとともに、磁気抵抗効果膜200とシールド層300、300との間の部分には非磁性絶縁層400が形成される。

【0089】ここで感磁部分としての磁気抵抗効果膜200に用いられる強磁性層40、非磁性金属層30、軟磁性層20、反強磁性層50、および反強磁性化プロモート層19は、それぞれ、前記磁性多層膜の実施例で述べたものと同様の材質、厚さのものをを用いることが望ましい。

【0090】図5に示すように、電流を流す電極部100を磁気抵抗効果膜200の積層方向にその端部200a、200a全体が接する構造とする。すると、電子は軟磁性層20と強磁性層40に挟まれた部分を中心に流れつつ、軟磁性層20と強磁性層40とのスピンの方向によって磁気散乱され、素子の抵抗が大きく変化する。したがって微小な外部磁場の変化を大きな電気抵抗の変化として検出することができるのである。

【0091】また、本願発明のスピントラップ膜を備えるMRヘッドは、図6に示されるようなヘッド構造とすることが特に好ましい。すなわち、感磁部分である磁気抵抗効果膜200と測定電流を流すための電極部100との間に、図示のごとく磁気抵抗効果膜200側から連結用軟磁性層520および反強磁性層800（ないしは硬磁性層800）を順次介在させる。しかも、連結用軟磁性層520および反強磁性層800（ないしは硬磁性層800）の一方端側は、磁気抵抗効果膜200の上部200a（軟磁性層に近い方向）の一部分を覆うように、かつ他方端側は図示のごとく電極部100下面101まで潜り込んで形成される。さらに、電極部100のヘッド中央側に位置する端部102は、磁気抵抗効果膜200の上部200a（軟磁性層に近い方向）の一部分を覆い、かつ、連結用軟磁性層520および反強磁性層800の上部端部520a、800aをもそれぞれ覆うように形成される。なお、連結用軟磁性層520としては、例えば、NiFe、NiFeCr、NiFeRh、NiFeRu、CoZrNb、FeAlSi、FeZrN等（厚さ10nm程度）が用いられ、反強磁性層800としては、Ru<sub>5</sub>Rh<sub>15</sub>Mn、NiMn、FeMn、Pt

Mn,  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  等 (厚さ 50 nm 程度) が用いられ、硬磁性層 800 としては、CoPt, CoPtCr 等 (厚さ 50 nm 程度) が用いられる。

【0092】このような構成とすることにより、磁気抵抗効果膜 200 に形成される連結用軟磁性層 520 および反強磁性層 800 の両方の効果によって極めて効率的に縦バイアスを付与することができ、バルクハウゼンノイズを抑制した MR ヘッド特性が得られる。また、電極部 100 の端部 102 が、前述のように磁気抵抗効果膜 200 を覆うように形成されていることにより、素子端部での信号磁場の低下がなく、しかも 1  $\mu\text{m}$  以下のような狭トラック幅の形成が容易な MR ヘッドが提供できる。

【0093】

【実施例】上述してきた磁気抵抗効果膜の発明、およびこれを用いた磁気抵抗効果型ヘッドの発明を以下に示す具体的実験例によりさらに詳細に説明する。

【0094】〔実験例 I〕DC マグネトロンスパッタリング装置を用い、ガラス基板 15 の上に下地層 17 (Ta; 厚さ 5 nm)、反強磁性化プロモート層 19 (厚さ 5 nm)、ピン止め層としての反強磁性層 50 (PtMn; 厚さ 30 nm)、強磁性層 40 (Co; 厚さ 10 nm)、保護層 80 (Ta; 厚さ 5 nm) を順次積層して、試作サンプルを作製した。なお、反強磁性層 50 の PtMn は、Mn = 49 at% とした。

【0095】反強磁性化プロモート層の組成は、下記表 1 に示される種々の材料を用い、各種の試作サンプルを作製した。表 1 中、La は反強磁性層 50 (PtMn) の (111) 結晶配向面内の格子定数 (単位 Å) であり、Lp は反強磁性化プロモート層 19 の最密面内の格子定数 (単位 Å) である。

【0096】サンプル作製後、下記表 1 に示される種々

の熱処理条件で、磁界中熱処理を施し、当該熱処理完了後、各サンプルの磁化曲線の測定を行ない、反強磁性層と強磁性層との交換結合の大きさを下記の要領で評価した。さらに、熱処理完了後、各サンプルの X 線プロファイルの測定し、反強磁性層 50 の結晶配向面を確認した。

【0097】(1) 交換結合による交換結合磁界  $H_{\text{ua}}$  および交換結合エネルギー  $J_k$

交換結合磁界  $H_{\text{ua}}$  は、例えば、図 7 に示されるような磁化曲線において、原点 F からシフトした E 点 (C 点と D 点の間) の磁界として定義される。図中、磁化曲線 A は磁化容易軸方向 (熱処理時に磁場を印加した方向)、磁化曲線 B は磁化困難軸方向を示している。

【0098】交換結合エネルギー  $J_k$  は、 $J_k = M_s \cdot H_{\text{ua}} \cdot d$  の式より算出され、ここで、 $M_s$  は強磁性層の飽和磁化、 $d$  は強磁性層の厚さを示す。ピンニングされる強磁性層に同じ材料と層厚を用いた場合、 $J_k$  の値が大きいくほどシフトする磁場  $H_{\text{ua}}$  が大きくなり、MR ヘッドとしての動作が安定となる。

【0099】(2) 反強磁性層 50 の結晶配向面  
熱処理完了後、各サンプルの X 線プロファイルの測定し、反強磁性層 50 の結晶配向面を確認した。本発明では、(111) 結晶配向面に配向していることが必要である。X 線プロファイルの測定チャートの一例を図 10 に示す。図 10 の例では、反強磁性層として PtMn を、反強磁性化プロモート層として Pt を用いている。図 10 において、本発明の反強磁性層は、 $2\theta = 40^\circ$  近傍でピーク強度が極めて大きくなっており、(111) 結晶配向面に配向していることが確認できる。

【0100】結果を下記表 1 に示す。

【0101】

【表 1】

表 1 (反強磁性層: PtMn (La = 2.72 Å))

反強磁性化 プロモート層	熱 処 理 条 件 温度 (°C)	処理時間 (hour)	Lp/La	反強磁性層 の規則結晶 配向面	H <sub>ua</sub> (Oe)	J <sub>k</sub> (erg/cm <sup>2</sup> )
な し	220	5	---	配向なし	148	0.174
	250	5	---	配向なし	198	0.232
	280	5	---	配向なし	283	0.332
P t (Lp = 2.77 Å)	220	5	1.02	(111)	208	0.245
	250	5	1.02	(111)	256	0.301
	280	5	1.02	(111)	306	0.360
P d (Lp = 2.75 Å)	220	5	1.01	(111)	201	0.237
	250	5	1.01	(111)	253	0.298
	280	5	1.01	(111)	302	0.355
I r (Lp = 2.71 Å)	220	5	1.00	(111)	177	0.209
	250	5	1.00	(111)	243	0.286
	280	5	1.00	(111)	290	0.341
R h (Lp = 2.68 Å)	220	5	0.99	(111)	195	0.230
	250	5	0.99	(111)	246	0.289
	280	5	0.99	(111)	266	0.312
R e (Lp = 2.73 Å)	220	5	1.01	(111)	189	0.223
	250	5	1.01	(111)	237	0.279
	280	5	1.01	(111)	299	0.351
R u (Lp = 2.64 Å)	220	5	0.97	(111)	176	0.207
	250	5	0.97	(111)	217	0.256
	280	5	0.97	(111)	285	0.335
O s (Lp = 2.67 Å)	220	5	0.98	(111)	171	0.201
	250	5	0.98	(111)	225	0.265
	280	5	0.98	(111)	256	0.301
PtRh (Lp = 2.74 Å)	220	5	1.01	(111)	203	0.239
	250	5	1.01	(111)	250	0.294
	280	5	1.01	(111)	288	0.339
C u (Lp = 2.55 Å)	220	5	0.94	(111)	168	0.198
	250	5	0.94	(111)	242	0.285
	280	5	0.94	(111)	294	0.346

表 1-続き (反強磁性層: PtMn (La = 2.72 Å))

反強磁性化 プロモート層	熱 処 理 条 件 温度 (°C)	処理時間 (hour)	Lp/La	反強磁性層 の規則結晶 配向面	H <sub>ua</sub> (Oe)	J <sub>k</sub> (erg/cm <sup>2</sup> )
A g (Lp = 2.88 Å)	220	5	1.06	(111)	175	0.208
	250	5	1.06	(111)	235	0.276
	280	5	1.06	(111)	280	0.329
A u (Lp = 2.88 Å)	220	5	1.06	(111)	177	0.208
	250	5	1.06	(111)	217	0.255
	280	5	1.06	(111)	285	0.335
A l (Lp = 2.86 Å)	220	5	1.05	(111)	163	0.192
	250	5	1.05	(111)	228	0.268
	280	5	1.05	(111)	263	0.309
(比較例)	220	5	1.15	(111)	150	0.176
H f (Lp = 3.14 Å)	250	5	1.15	(111)	205	0.241
	280	5	1.15	(111)	272	0.320
(比較例)	220	5	0.92	配向なし	145	0.171
C r (Lp = 2.49 Å)	250	5	0.92	配向なし	196	0.231
	280	5	0.92	配向なし	264	0.311
(比較例)	220	5	1.16	配向なし	151	0.178
Z r (Lp = 3.16 Å)	250	5	1.16	配向なし	193	0.227
	280	5	1.16	配向なし	252	0.298

表 1 に示される結果より、反強磁性層 50 組成が PtMn の場合であって、本発明の反強磁性化プロモート層が形成されているサンプルは、いずれも 220℃ の比較的低い温度といえる熱処理により、交換結合エネルギー  $J_k$  は、 $0.2 \text{ erg/cm}^2$  以上の値となっていることがわかる。なかでも特に、Pt からなる反強磁性化プロモート層を用いた場合は、交換結合エネルギーが  $0.24 \text{ erg/cm}^2$  を超え、極めて優れた効果を発現して

いることがわかる。次いで、 $0.23 \text{ erg/cm}^2$  以上の交換結合エネルギーが得られる Pd, PtRh, Rh からなる反強磁性化プロモート層が良好であることがわかる。なお、交換結合エネルギー  $J_k$  値の判断基準を  $0.2 \text{ erg/cm}^2$  以上とするのは、ヘッドとしてアセンブリした時に、反強磁性層 50 と強磁性層 40 との交換結合が十分大きく、十分な品質特性が保証できるようにするためである。

【0102】〔実験例 I I〕DC マグネトロンスパッタリング装置を用い、ガラス基板 15 の上に下地層 17 (Ta; 厚さ 5 nm)、反強磁性化プロモート層 19 (厚さ 5 nm)、ピン止め層としての反強磁性層 50 (NiMn; 厚さ 30 nm)、強磁性層 40 (Co; 厚さ 10 nm)、保護層 80 (Ta; 厚さ 5 nm) を順次積層して、試作サンプルを作製した。なお、反強磁性層 50 の NiMn は、Mn = 55 at% とした。

【0103】反強磁性化プロモート層の組成は、下記表

2 に示される種々の材料を用い、各種の試作サンプルを作製した。反強磁性化プロモート層の組成は、下記表 1 に示される種々の材料を用い、各種の試作サンプルを作製した。表 1 中、 $L_a$  は反強磁性層 50 (NiMn) の (111) 結晶配向面内の格子定数 (単位 Å) であり、 $L_p$  は反強磁性化プロモート層 19 の最密面内の格子定数 (単位 Å) である。

【0104】サンプル作製後、下記表 2 に示される種々の熱処理条件で、磁界中熱処理を施し、当該熱処理完了後、各サンプルの磁化曲線の測定を行ない、反強磁性層と強磁性層との交換結合の大きさを上記実験例 I の場合と同様の要領で評価した。さらに、熱処理完了後、上記実験例 I の場合と同様の要領で X 線プロファイル測定し、反強磁性層 50 の結晶配向面を確認した。

【0105】結果を下記表 2 に示す。

【0106】

【表 2】

表 2 (反強磁性層: NiMn ( $L_a = 2.57 \text{ Å}$ ))

反強磁性化 プロモート層	熱 処 理 条 件 温度 (°C)	処理時間 (hour)	$L_p/L_a$	反強磁性層 の規則結晶 配向面	$H_{90}$ (Oe)	$J_k$ (erg/cm <sup>2</sup> )
な し	220	5	---	配向なし	130	0.153
	250	5	---	配向なし	170	0.200
	280	5	---	配向なし	191	0.225
P t ( $L_p = 2.77 \text{ Å}$ )	220	5	1.08	(111)	173	0.203
	250	5	1.08	(111)	205	0.241
	280	5	1.08	(111)	240	0.282
P d ( $L_p = 2.75 \text{ Å}$ )	220	5	1.07	(111)	180	0.212
	250	5	1.07	(111)	211	0.248
	280	5	1.07	(111)	236	0.278
I r ( $L_p = 2.71 \text{ Å}$ )	220	5	1.05	(111)	180	0.212
	250	5	1.05	(111)	199	0.234
	280	5	1.05	(111)	222	0.261
R h ( $L_p = 2.68 \text{ Å}$ )	220	5	1.05	(111)	192	0.226
	250	5	1.05	(111)	211	0.248
	280	5	1.05	(111)	250	0.294
R e ( $L_p = 2.73 \text{ Å}$ )	220	5	1.06	(111)	163	0.192
	250	5	1.06	(111)	184	0.216
	280	5	1.06	(111)	200	0.235
R u ( $L_p = 2.64 \text{ Å}$ )	220	5	1.03	(111)	165	0.194
	250	5	1.03	(111)	180	0.212
	280	5	1.03	(111)	199	0.234
O s ( $L_p = 2.67 \text{ Å}$ )	220	5	1.04	(111)	169	0.199
	250	5	1.04	(111)	190	0.223
	280	5	1.04	(111)	203	0.239
P t R h ( $L_p = 2.74 \text{ Å}$ )	220	5	1.07	(111)	174	0.205
	250	5	1.07	(111)	206	0.242
	280	5	1.07	(111)	233	0.274

表 2 - 続き (反強磁性層: NiMn ( $L_e = 2.57 \text{ \AA}$ ))

反強磁性化 プロモート層	熱 処 理 条 件 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	処理時間 (hour)	$L_p/L_e$	反強磁性層 の規則結晶 配向面	$H_{90}$ (Oe)	$J_k$ (erg/cm $^2$ )
(比較例)	220	5	1.12	(111)	157	0.185
A g	250	5	1.12	(111)	190	0.223
( $L_p = 2.88 \text{ \AA}$ )	280	5	1.12	(111)	212	0.249
(比較例)	220	5	1.12	(111)	145	0.171
A u	250	5	1.12	(111)	194	0.228
( $L_p = 2.88 \text{ \AA}$ )	280	5	1.12	(111)	208	0.245
(比較例)	220	5	1.11	(111)	142	0.167
A l	250	5	1.11	(111)	185	0.218
( $L_p = 2.86 \text{ \AA}$ )	280	5	1.11	(111)	201	0.236
(比較例)	220	5	0.97	配向なし	129	0.152
C r	250	5	0.97	配向なし	165	0.194
( $L_p = 2.49 \text{ \AA}$ )	280	5	0.97	配向なし	200	0.235
(比較例)	220	5	1.23	配向なし	135	0.159
Z r	250	5	1.23	配向なし	178	0.209
( $L_p = 3.16 \text{ \AA}$ )	280	5	1.23	配向なし	199	0.234

表2に示される結果より、反強磁性層50組成がNiMnの場合であって、本発明の反強磁性化プロモート層が形成されているサンプルは、いずれも220 $^{\circ}\text{C}$ の比較的低い温度といえる熱処理により、交換結合エネルギー $J_k$ は、0.19 erg/cm $^2$ 以上の値となっていることがわかる。なかでも特に、Rhからなる反強磁性化プロモート層を用いた場合は、交換結合エネルギーが0.22 erg/cm $^2$ を超え、極めて優れた効果を発現していることがわかる。次いで、0.21 erg/cm $^2$ を超える交換結合エネルギーが得られるPd、次いで、0.20 erg/cm $^2$ 以上の交換結合エネルギーが得られるPtRh、Ptからなる反強磁性化プロモート層が良好であることがわかる。

【0107】〔実験例III〕上記実験例Iの結果、特に、好ましい結果が得られた反強磁性化プロモート層の組成Pt, Pd, PtPh, Phについて、膜厚の影響を調べる実験を行った。すなわち、DCマグネトロン

パッタリング装置を用い、ガラス基板15の上に下地層17(Ta;厚さ5nm)、反強磁性化プロモート層19、ピン止め層としての反強磁性層50(PtMn;厚さ30nm)、強磁性層40(Co;厚さ10nm)、保護層80(Ta;厚さ5nm)を順次積層して、試作サンプルを作製した。

【0108】反強磁性化プロモート層の組成および膜厚は、下記表3に示される通りとした。

【0109】サンプル作製後、220 $^{\circ}\text{C}$ -5時間の熱処理条件で磁場中アニール処理を施し、さらに当該熱処理完了後、各サンプルの磁化曲線の測定を行ない、反強磁性層と強磁性層との交換結合の大きさを上記と同様の要領で評価した。

【0110】結果を下記表3に示す。

【0111】

【表3】



表 3 (反強磁性層: PtMn)

反強磁性化 プロモート層	プロモート層 厚さ (nm)	$H_{ua}$ (Oe)	$J_k$ (erg/cm <sup>2</sup> )
Pt	0	148	0.174
	1	205	0.241
	5	208	0.245
	10	210	0.247
Pd	0	148	0.174
	1	200	0.235
	5	201	0.237
	10	205	0.241
PtRh	0	148	0.174
	1	195	0.230
	5	203	0.239
	10	208	0.245
Rh	0	148	0.174
	1	193	0.227
	5	195	0.230
	10	200	0.235

表3に示される結果より、反強磁性化プロモート層の好適な膜厚は、1~10nmであることがわかる。なお、膜厚が1nm未満となると、膜厚の成膜制御および測定精度が十分とはいえなくなり、測定のかんりのばらつきが生じるが、多くのデータを蓄積して検討した結果、膜厚の下限は0.1nm程度まで、十分な効果が期待できることが確認できた。また、Taからなる下地層17を設けないサンプルについても、表3と同様な結果が得られることが確認できた。

【0112】〔実験例IV〕上記実験例IIの結果、特に、好ましい結果が得られた反強磁性化プロモート層の組成Ph, Pd, Pt, PtPhについて、膜厚の影響を調べる実験を行った。すなわち、DCマグネトロンスパッタリング装置を用い、ガラス基板15の上に下地層17 (Ta; 厚さ5nm)、反強磁性化プロモート層、

ピン止め層としての反強磁性層50 (NiMn; 厚さ30nm)、強磁性層40 (Co; 厚さ10nm)、保護層80 (Ta; 厚さ5nm)を順次積層して、試作サンプルを作製した。

【0113】反強磁性化プロモート層の組成および膜厚は、下記表4に示される通りとした。

【0114】サンプル作製後、220℃-5時間の熱処理条件で磁場中アニール処理を施し、さらに当該熱処理完了後、各サンプルの磁化曲線の測定を行ない、反強磁性層と強磁性層との交換結合の大きさを上記と同様の要領で評価した。

【0115】結果を下記表4に示す。

【0116】

【表4】

表 4 (反強磁性層: NiMn)

反強磁性化 プロモート層	プロモート層 厚さ (nm)	$H_{ua}$ (Oe)	$J_k$ (erg/cm <sup>2</sup> )
Rh	0	130	0.153
	1	177	0.208
	5	192	0.226
	10	188	0.221
Pd	0	130	0.153
	1	170	0.200
	5	180	0.212
	10	177	0.208
Pt	0	130	0.153
	1	170	0.200
	5	173	0.203
	10	175	0.206
PtRh	0	130	0.153
	1	166	0.195
	5	174	0.205
	10	177	0.208

表4に示される結果より、反強磁性化プロモート層の好適な膜厚は、1～10 nmであることがわかる。なお、膜厚が1 nm未満となると、膜厚の成膜制御および測定精度が十分とはいえなくなり、測定のかんりのばらつきが生じるが、多くのデータを蓄積して検討した結果、膜厚の下限は0.1 nm程度まで、十分な効果が期待できることが確認できた。また、Taからなる下地層17を設けないサンプルについても、表4と同様な結果が得られることが確認できた。

【0117】〔実験例V〕以下の要領で実際に、図6に示されるようなスピバルブ（SV）タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。

【0118】まず、最初にスピバルブ型の磁気抵抗効果膜を作製した。すなわち、基板15（ $Al_2O_3$  付きのAlTiC）の上に、下地層17（Ta；厚さ5 nm）、反強磁性化プロモート層19（Pt；厚さ5 nm）、ピン止め層としての反強磁性層50（PtMn；厚さ30 nm）、強磁性層40（Co；厚さ10 nm）、非磁性金属層30（Cu；厚さ2.5 nm）、軟磁性層20（NiFe；厚さ7 nm）および保護層80（Ta；厚さ5 nm）を順次積層して磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。

【0119】この磁気抵抗効果型ヘッドには、 $Al_2O_3$  ギャップ膜を介して上部シールド層と下部シールド層が形成されている。

【0120】この磁気抵抗効果型ヘッドには、図6に示されるようなMRヘッド部を形成した。すなわち、連結

用軟磁性層520としてNiFeを厚さ10 nmに形成し、この連結用軟磁性層520の上に、反強磁性層800として $Ru_5Rh_{15}Mn_{20}$ を厚さ10 nmに形成し、この上に、さらに、Taからなる電極部100を形成して図7に示される構成のスピバルブ（SV）タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。その後、 $10^{-7}$  Torrの真空中で、測定電流方向と直角かつ面内方向に500 Oeの磁界を印加しながら220℃から冷却し、強磁性層のピン止め効果を誘起した（交換結合のための熱処理操作）。

【0121】磁気抵抗効果型ヘッドのトラック幅は2  $\mu$  mとした。このときのMR素子高さは1  $\mu$  m、感知電流は4 mAとした。

【0122】この磁気抵抗効果型ヘッドサンプルV-1を用いて、MR変化率（MR ratio）およびヘッド出力電圧を確認したところ、MR変化率が7.8%，ヘッド出力電圧3.0 mVが確認された。このヘッド出力は、通常のスピバルブヘッドの約1.5倍という極めて大きな値である。

【0123】この磁気抵抗効果型ヘッドサンプルV-1に準じて、下記表6に示されるように下地層および反強磁性化プロモート層の材質を種々変えた磁気抵抗効果型ヘッドサンプルを作製し、これらについてMR変化率（MR ratio）およびヘッド出力電圧を測定した。結果を下記表5に示した。

【0124】

【表5】

表 5（反強磁性層：PtMn（ $L_a = 2.72 \text{ \AA}$ ））

サンプル No.	下地層	反強磁性化 プロモート層	$L_p/L_a$	反強磁性層 の規則結晶 配向面	MR ratio (%)	$\Delta I_f$ 出力 (mV)
V-1	Ta	Pt	1.02	(111)	7.8	3.0
V-2	Ta	Rh	0.99	(111)	8.0	3.2
V-3	Hf	Rh	0.99	(111)	8.2	3.4
V-4	Zr	Rh	0.99	(111)	8.0	3.1
V-5	Ti	Rh	0.99	(111)	8.1	3.0
V-6	Ta	Re	1.01	(111)	8.1	3.3
V-7	Hf	Re	1.01	(111)	8.3	3.5
V-8	Ta	Pd	1.01	(111)	8.0	3.1
V-9	Hf	Pd	1.01	(111)	8.3	3.3
V-10	Hf	Pt	1.02	(111)	7.9	3.1
V-11	Ta	Cu	0.94	(111)	7.3	2.8
V-12	--	Rh	0.99	(111)	7.2	2.7
V-13 *	Ta	--	--	配向なし	6.2	2.1

\*：比較例サンプルを示す

また、表5におけるサンプルNo. V-2（下地層：Ta，反強磁性化プロモート層：Rh）と、サンプルNo. V-12（下地層：なし，反強磁性化プロモート層：Rh）と、比較サンプルNo. V-13（下地層：Ta，反強磁性化プロモート層：なし）の各サンプルにおける交換結合磁界の温度特性を調べて図11のグラフに示した。図11において横軸は、サンプル（スピバルブ膜）の温度である。縦軸は、各温度におけるサンプルの結合磁界 $H_{ua}(T)$ を、25℃の室温における結合

磁界 $H_{ua}(25)$ に対する比、 $H_{ua}(T)/H_{ua}(25)$ で示したものである。サンプルNo. V-2のグラフ曲線が符号（1）で示され、サンプルNo. V-12のグラフ曲線が符号（2）で示され、サンプルNo. V-13のグラフ曲線が符号（3）で示される。実際の動作環境におけるヘッド（スピバルブ膜）温度は、100～150℃程度になり、特にこのような温度領域で $H_{ua}(T)/H_{ua}(25)$ の値が、できるだけ1に近い方が良い。つまり、ヘッド温度が上昇しようとも、結合磁界H

uaが変化しないスピバル膜が良い。このような観点から、図11のグラフを考察するに、符号(1)で示されるサンプルNo. V-2が交換結合磁界の温度特性が最も好ましい。サンプルNo. V-1およびサンプルNo. V-3~サンプルNo. V-11についても、サンプルNo. V-2と同様にグラフ曲線(1)に近いものが得られた。この結果から分かるように、本発明で開示される下地層材質と、反強磁性化プロモート層材質と、反強磁性層材質を備えるスピバル膜は、極めて交換結合磁界の温度特性が良く、実際の動作環境における耐熱性が極めて良いことがわかる。

【0125】〔実験例V I〕上記実験例Vの磁気抵抗効果型ヘッドサンプルV-1において、反強磁性化プロモート層をRhに、ピン止め層としての反強磁性層50をNiMnに変えた。それ以外は、上記実験例Vのサン

プルV-1と同様にしてスピバル膜(SV)タイプの磁気抵抗効果型ヘッドサンプルV I-1を作製した。この磁気抵抗効果型ヘッドサンプルV I-1を用いて、MR変化率(MR ratio)およびヘッド出力電圧を確認したところ、MR変化率が6.3%、ヘッド出力電圧3.0mVが確認された。このヘッド出力は、通常のスピバル膜ヘッドの約1.5倍という極めて大きな値である。

【0126】この磁気抵抗効果型ヘッドサンプルV I-1に準じて、下記表6に示されるように下地層および反強磁性化プロモート層の材質を種々変えた磁気抵抗効果型ヘッドサンプルを作製し、これらについてMR変化率(MR ratio)およびヘッド出力電圧を確認した。結果を下記表6に示した。

【0127】

【表6】

表 6 (反強磁性層: NiMn (La=2.57Å))

サンプル No.	下地層	反強磁性化 プロモート層	Lp/La	反強磁性層 の規則結晶 配向面	MR ratio (%)	ヘッド出力 (mV)
VI-1	Ta	Rh	1.05	(111)	6.3	3.0
VI-2	Hf	Rh	1.05	(111)	6.4	3.2
VI-3	Zr	Rh	1.05	(111)	6.2	3.0
VI-4	Ti	Rh	1.05	(111)	6.4	2.9
VI-5	Ta	Ir	1.05	(111)	6.1	3.0
VI-6	Hf	Ir	1.05	(111)	6.2	2.8
VI-7	Ta	Pt	1.08	(111)	6.6	3.0
VI-8	Ta	Pd	1.07	(111)	5.8	2.7
VI-9	Hf	Pd	1.07	(111)	6.0	2.7
VI-10	--	Rh	1.05	(111)	5.7	2.4
VI-11*	Ta	--	--	(111)	5.0	1.8

\*: 比較例サンプルを示す

また、表6におけるサンプルNo. V I-1(下地層: Ta, 反強磁性化プロモート層: Rh)と、サンプルNo. V I-10(下地層: なし, 反強磁性化プロモート層: Rh)と、比較サンプルNo. V I-11(下地層: Ta, 反強磁性化プロモート層: なし)の各サンプルにおける交換結合磁界の温度特性を調べたところ、上記図11のグラフと同様な傾向が見られ、サンプルNo. V I-1が交換結合磁界の温度特性が最も好ましいことが確認できた。さらに、サンプルNo. V I-2~サンプルNo. V I-9についても、サンプルNo. V I-1と同様に良好な交換結合磁界の温度特性が得られることが確認できた。この結果から分かるように、本発明で開示される下地層材質と、反強磁性化プロモート層材質と、反強磁性層材質を備えるスピバル膜は、極めて交換結合磁界の温度特性が良く、実際の動作環境における耐熱性が極めて良いことがわかる。

【0128】〔実験例V I I〕図8には、本発明の磁気抵抗効果膜をヨーク型MRヘッドに応用した例が示される。ここでは、磁束を導くヨーク600、600の一部に切り欠きを設け、その間に磁気抵抗効果膜200が薄い絶縁膜400を介して形成されている。この磁気抵抗効果膜200には、ヨーク600、600で形成される

磁路の方向と平行または直角方向に電流を流すための電極(図示せず)が形成されている。

【0129】〔実験例V I I I〕図9には、本発明における磁気抵抗効果膜をフラックスガイド型MRヘッドに応用した1例が示される。磁気抵抗効果膜200は、高比抵抗、高透磁率なフラックスガイド層700、710と磁気的に結合して形成されている。このフラックスガイド層700、710が間接的に信号磁界を磁気抵抗効果膜200に伝導する。また、非磁性絶縁層400を介して、フラックスバックガイド層600(磁気抵抗効果膜200を通った磁束の逃げ道)が形成される。また、フラックスバックガイド層600は、非磁性絶縁層400を介して磁気抵抗効果膜200の両側に設置されても良い。このヘッドの特徴は、記録媒体に磁界検出部を、ほぼ接触に近いレベルまで接近させることができ、高い出力を得ることができることにある。

【0130】

【発明の効果】上記の結果より本発明の効果は明らかである。すなわち、本発明は、スピバル膜型の磁気抵抗効果膜において、反強磁性層の強磁性層と接する面と反対側の面に反強磁性化プロモート層を形成し、前記反強磁性層は、CuAu-I型の規則結晶構造をもつMn含

有化合物からなり、当該反強磁性層は、前記強磁性層との交換結合を生じさせるために、熱処理操作を必要とする特性を有し、かつ、当該熱処理操作後の前記反強磁性層は、(111)結晶配向面に配向されており、前記反強磁性層の(111)結晶配向面内の格子定数 $L_a$ に対する、前記反強磁性化プロモート層の最密面内の格子定数 $L_p$ の比 $L_p/L_a$ が、0.9~1.1の範囲内にるように構成している。

【0131】従って、反強磁性層の規則化温度を低下せしめ、できるだけ低い熱処理温度（例えば250℃以下）で、強磁性層との交換結合を生じさせることができる。これにより得られたスピバルブ膜は、そのスピバルブ膜特性（例えば、MR変化率(MR Ratio)）の劣化が極めて少ない。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】図1は、本発明の磁気抵抗効果膜の断面図である。

【図2】図2は、本発明の作用を説明するための磁気抵抗効果膜、特に磁性多層膜の構造の模式図である。

【図3】図3は、本発明の作用を説明するための磁化曲線とMR曲線の模式図である。

【図4】図4は、本発明の他の実施形態を示す磁気抵抗効果膜の断面図である。

【図5】図5は、本発明の磁気抵抗効果型ヘッドの一例を示す概略斜視図である。

【図6】図6は、本発明の磁気抵抗効果型ヘッドの磁気抵抗効果膜と電極部との好適な接続状態を示す概略斜視図である。

【図7】図7は、本発明のM-Hループを示す図である。

【図8】図8は、本発明の磁気抵抗効果素子（磁性多層膜）をヨーク型MRヘッドに応用した1例を示す一部省略断面図である。

【図9】図9は、本発明の磁気抵抗効果素子（磁性多層膜）をフラックスガイド型MRヘッドに応用した1例を示す一部省略断面図である。

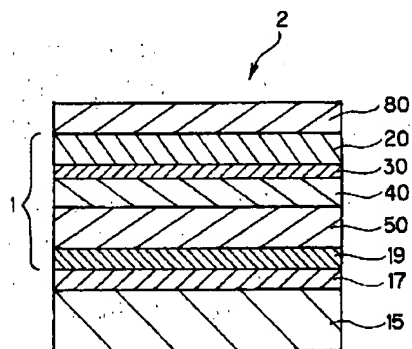
【図10】図10は、X線プロファイルの測定チャートの一例を示すグラフである。

【図11】図11は、交換結合磁界の温度特性を示すグラフである。

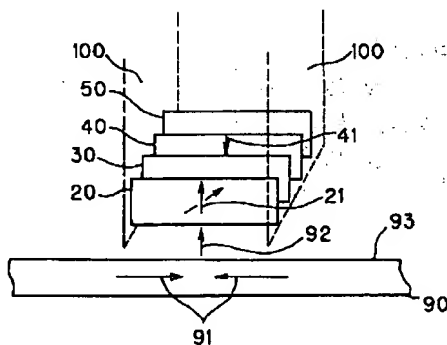
#### 【符号の説明】

- 1, 3…磁性多層膜
- 2, 4…磁気抵抗効果膜
- 15…基板
- 17…下地層
- 19…反強磁性化プロモート層
- 20…軟磁性層
- 30…非磁性金属層
- 40…強磁性層
- 50…反強磁性層
- 80…保護層
- 90…記録媒体
- 93…記録面
- 150…磁気抵抗効果型ヘッド
- 200…磁気抵抗効果膜

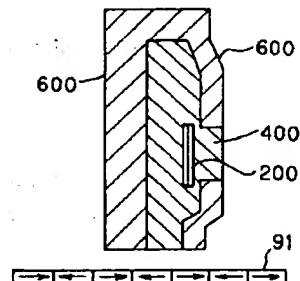
【図1】



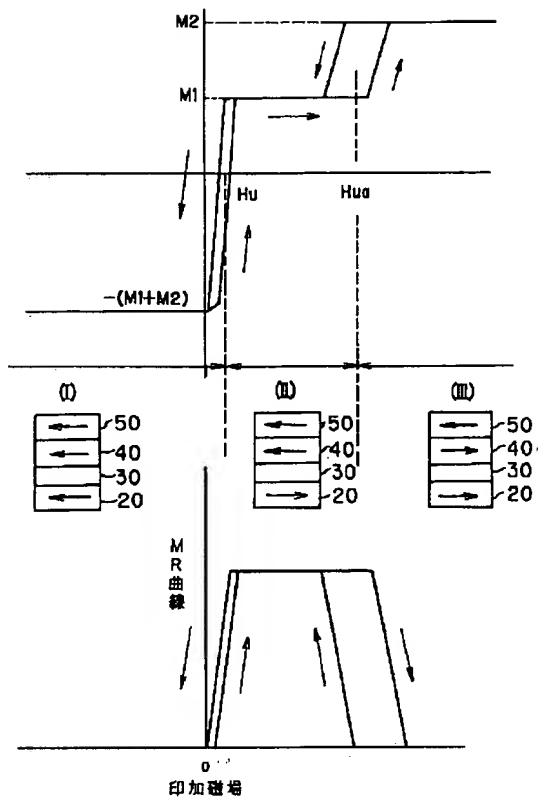
【図2】



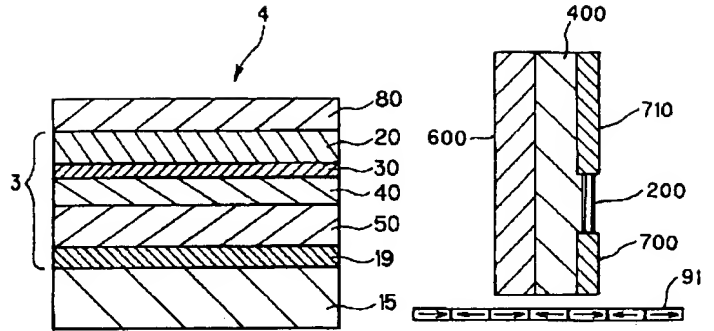
【図8】



【図3】

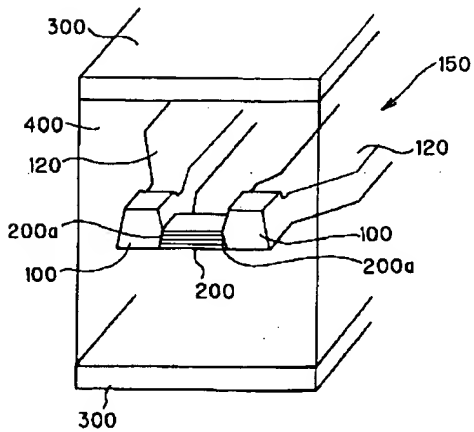


【図4】

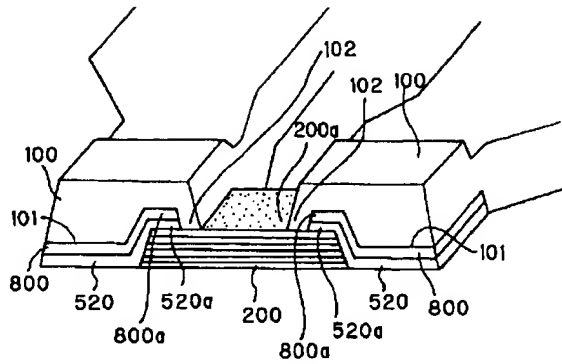


【図9】

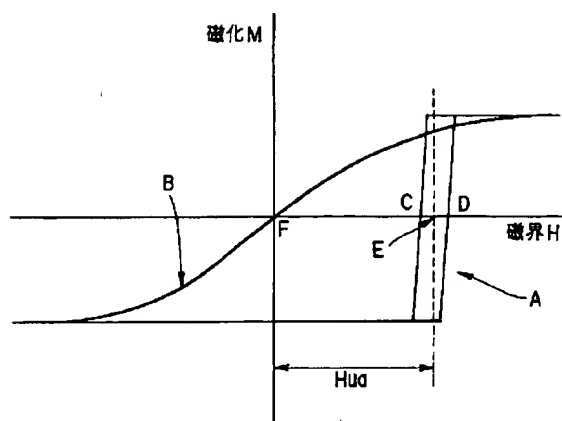
【図5】



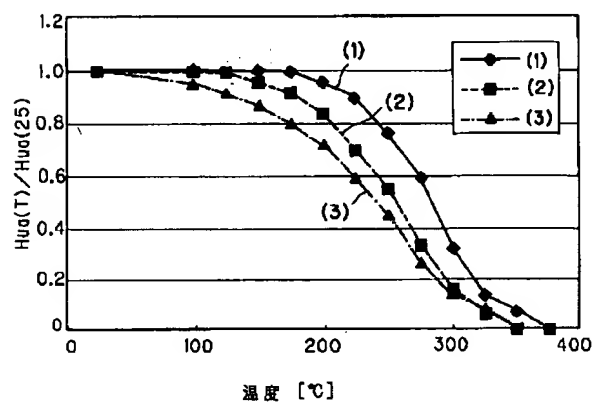
【図6】



【図 7】



【図 11】



【図 10】

